

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2002-339033

(43)Date of publication of application : 27.11.2002

(51)Int.Cl.

C22C 37/04

F01N 7/16

F02B 39/00

(21)Application number : 2001-145819

(71)Applicant : SUZUKI MOTOR CORP
AISIN TAKAOKA LTD

(22)Date of filing : 16.05.2001

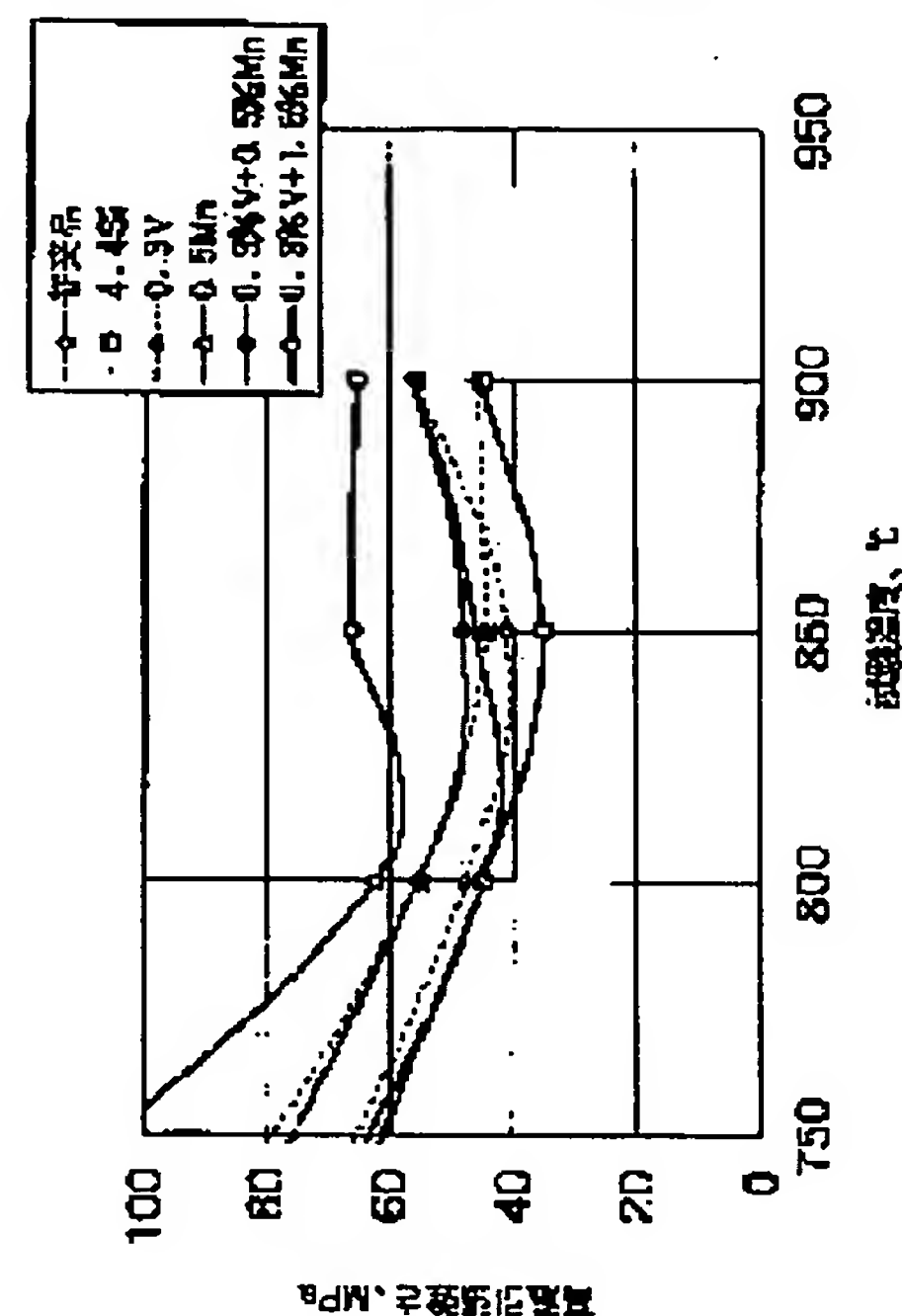
(72)Inventor : SUZUKI NOBUAKI
YAMAO FUMITAKA
YAMAUCHI TOSHIO
CHIYOU SHIYOSHIOYOKU
AKITA NORIHIRO

(54) FERRITIC SPHEROIDAL GRAPHITE CAST IRON AND EXHAUST PART USING THE CAST IRON

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide ferritic spheroidal graphite cast iron which has heat resistance higher than that of the conventional one, and is produced inexpensively, by a simple method.

SOLUTION: The ferritic spheroidal graphite cast iron has a composition containing, by weight, 3.1 to 4.0% C, 3.6 to 4.6% Si, 0.3 to 1.0% Mo, 0.1 to 1.0% V, 0.15 to 1.6% Mn and 0.02 to 0.10% Mg, and in which the total content of V and Mn is 0.3 to 2.0%. The exhaust parts use the spheroidal graphite cast iron.



(51)Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テ-マ-ト*(参考)
C 2 2 C 37/04		C 2 2 C 37/04	E 3 G 0 0 4
F 0 1 N 7/16		F 0 1 N 7/16	3 G 0 0 5
F 0 2 B 39/00		F 0 2 B 39/00	U

審査請求 未請求 請求項の数6 O L (全 12 頁)

(21)出願番号	特願2001－145819(P2001－145819)	(71)出願人	000002082 スズキ株式会社 静岡県浜松市高塚町300番地
(22)出願日	平成13年 5 月16日 (2001. 5. 16)	(71)出願人	000100805 アイシン高丘株式会社 愛知県豊田市高丘新町天王1 番地
		(72)発明者	鈴木 延明 静岡県浜松市高塚町300番地 スズキ株式 会社内
		(74)代理人	100099623 弁理士 奥山 尚一 (外2名)

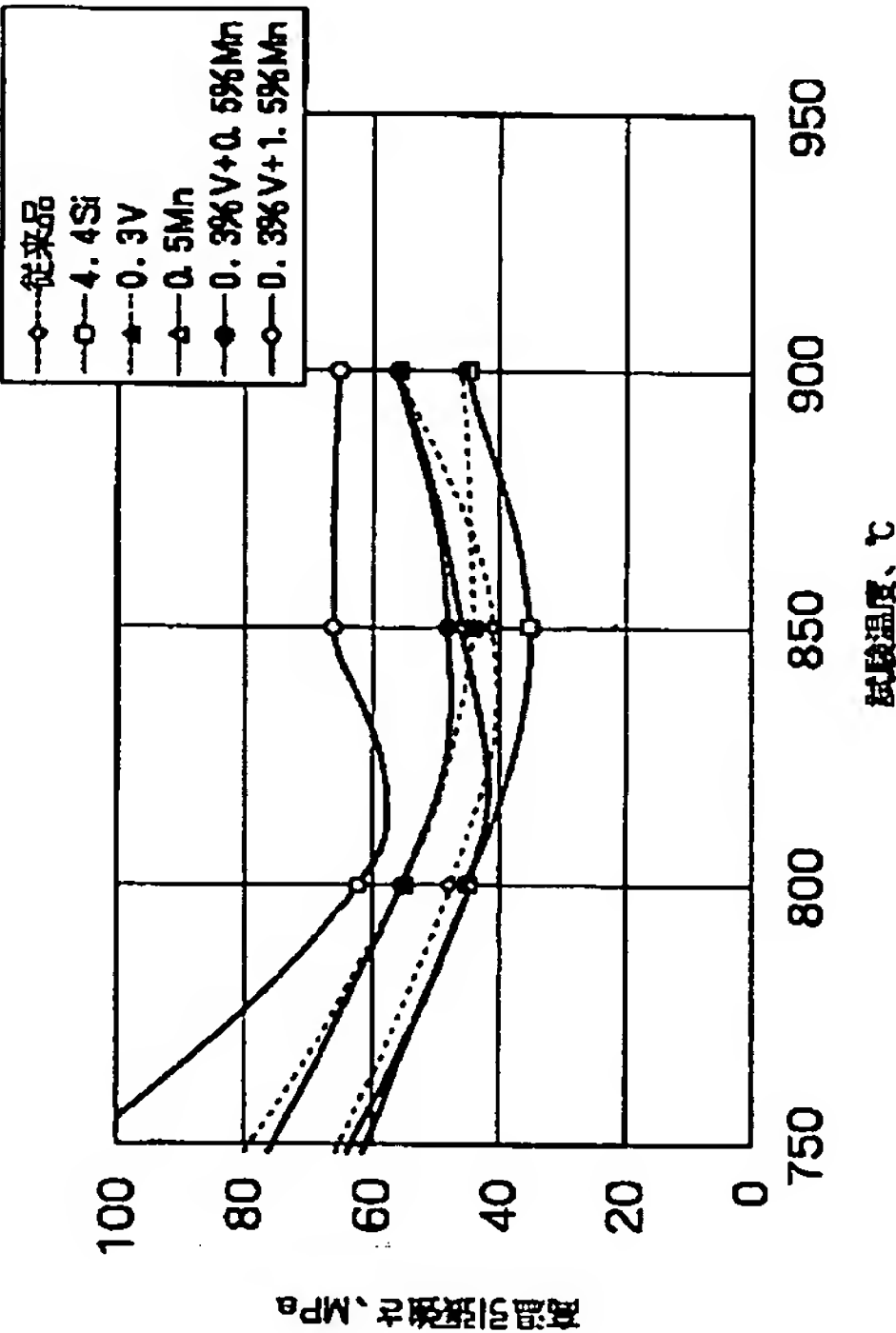
最終頁に続く

(54)【発明の名称】 フェライト系球状黒鉛鑄鉄及びこれを用いた排気系部品

(57)【要約】

【目的】 本発明は、従来までの高 S i 球状黒鉛鑄鉄よりも耐熱性が高く、安価でかつ簡便な方法によって製造することが可能なフェライト系球状黒鉛鑄鉄を提供することを目的とする。

【構成】 重量％で、C : 3. 1～4. 0％、S i : 3. 6～4. 6％、M o : 0. 3～1. 0％、V : 0. 1～1. 0％、M n : 0. 15～1. 6％、M g : 0. 02～0. 10％であり、V及びM nの含有量の合計が0. 3～2. 0重量％であるフェライト系球状黒鉛鑄鉄、及び該球状黒鉛鑄鉄を用いた排気系部品である。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 C、Si、Mo、V、Mn、Mgを含み、残部がFe及び不可避不純物からなることを特徴とするフェライト系球状黒鉛鑄鉄。

【請求項2】 前記の元素の含有量が、重量%で、C：3.1～4.0%、Si：3.6～4.6%、Mo：0.3～1.0%、V：0.1～1.0%、Mn：0.15～1.6%、Mg：0.02～0.10%であることを特徴とする請求項1に記載のフェライト系球状黒鉛鑄鉄。

【請求項3】 前記V及びMnの含有量の合計が0.3～2.0重量%であることを特徴とする請求項1又は2に記載のフェライト系球状黒鉛鑄鉄。

【請求項4】 Si/CE値が0.97以下であることを特徴とする請求項1～3のいずれか一に記載のフェライト系球状黒鉛鑄鉄。

【請求項5】 前記請求項1～4のいずれか一に記載されたフェライト系球状黒鉛鑄鉄を用いて製造されたことを特徴とする排気系部品。

【請求項6】 前記排気系部品が、エキゾーストマニホールド、ターボハウジング、ターボハウジング一体型エキゾーストマニホールド、又はターボアウトレットパイプであることを特徴とする請求項5に記載の排気系部品。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は、従来800℃までしか使用できなかった高Si球状黒鉛鑄鉄を合金設計によって改良し、850～900℃の高温でも使用することができるようにした高耐熱性の球状黒鉛鑄鉄に関する。この球状黒鉛鑄鉄は、フェライト系の高Si球状黒鉛鑄鉄であり、競合するステンレス鑄鋼やニレジスト鑄鉄と比較し、原料コストが安価で、鑄造性や切削性に優れているため、エキゾーストマニホールド、ターボハウジング、ターボハウジング一体型エキゾーストマニホールド、又はターボアウトレットパイプ等の自動車用排気系部品に広く適用することができる。

【0002】

【従来の技術】 環境問題が益々厳しくなり、触媒の浄化効率と低燃費化のために、自動車の排気ガスの温度が上昇している。このような背景の下、エンジンのエキゾーストマニホールドには、ステンレスパイプを用いた耐熱性の高いパイプエキゾーストマニホールドや、ステンレス板を塑性加工した板金エキゾーストマニホールドが使用され始めている。

【0003】 排気ガスの浄化効率を高めるためには、より高温の排気ガスを触媒に通す必要があり、触媒を内蔵した重いマニバータを前記エキゾーストマニホールドのできるだけ近くに配置させる必要がある。特に、ターボ車においてはエキゾーストマニホールドとマニバータと

の間に、タービンロータを備えたタービンハウジングが連結されるため、エキゾーストマニホールドには負荷が増大し高温時もより高い剛性が必要となる。

【0004】 前記のパイプエキゾーストマニホールドや板金エキゾーストマニホールドでは、ステンレス特有の大きな線膨張や薄肉のために高温時に変形しやすいことや形状自由度が不足することから、現在でもターボ車用エキゾーストマニホールドには鑄鉄を使用せざる得ない状況となっている。従来までのエキゾーストマニホールド用鑄鉄材料では、Siを3.6～4.0%とし、さらにMoを0.3～1.0%添加したMo添加高Si球状黒鉛鑄鉄が実用化されているにすぎない。この排ガス温度域での高温物性向上を図った技術としては、例えば特開平4-218645号、特開平5-125494号、及び特開平7-48653号等のステンレス鑄鋼が開示されているが、C含有量が2.1wt%以上である鑄鉄においては開示例が見あたらない。

【0005】 また、高Si球状黒鉛鑄鉄の物性を改善した事例としては、特開平10-195587号や特開昭61-73859号に記載された技術のように、中温域の脆性改善対策に関するものがある。しかしながら、特開昭61-73859号に記載されているMgとPの組成を調整することは、実際の製造ラインにおける管理作業が困難であった。また、特開平10-195587号に記載された球状黒鉛鑄鉄の製造方法では、猛毒性を有する砒素(As)を添加するため、作業環境が非常に劣悪になるという問題があった。

【0006】 一方、従来より使用されている高Si球状黒鉛鑄鉄は、フェライトとパーライト組織からなる基地が昇温によってオーステナイト相へ変化する A_{c1} 変態点が約850℃と低い。よって、高温の排気ガス(880～930℃)に曝されると、排気系部品自体の温度は800～880℃にまで昇温して、前記 A_{c1} 変態点を越えてしまうため、高Si球状黒鉛鑄鉄は容易にオーステナイト相に変態し、急激な伸び増加と強度低下によって、熱疲労や変形が生じてしまう。よって、従来の高Si球状黒鉛鑄鉄より高い耐熱性を求めようとすると、ニレジスト鑄鉄やステンレス鑄鋼しか実用例がないのが現状である。

【0007】 しかし、これらのニレジスト鑄鉄やステンレス鑄鋼は、原材料に多量のNiやCr、W等を使用するため、原材料のコストが高いという問題があった。また、原材料の融点が高いため、従来の鑄鉄生産設備では生産対応できず、鑄造性が悪く、歩留りも低い上に切削性も劣るので、部品コストが著しく上昇してしまうという問題があった。

【0008】

【発明が解決しようとする課題】 本発明は、前記課題を解決し、従来までの高Si球状黒鉛鑄鉄よりも耐熱性が高く、安価でかつ簡便な方法によって製造することが可

能なフェライト系球状黒鉛鑄鉄を提供することを目的とする。

【0009】

【課題を解決するための手段】本発明に係るフェライト系球状黒鉛鑄鉄は、前記目的を達成するため、C、Si、Mo、V、Mn、Mgを含み、残部がFe及び不可避不純物からなる。前記フェライト系球状黒鉛鑄鉄は、室温から800～900℃近傍の領域内で優れた引張強さと耐力を有するものである。従って、この球状黒鉛鑄鉄を自動車用排気系部品、例えばエキゾーストマニホールドに適用すれば、880～930℃近傍の高温排気ガスにも十分耐えうるため、排気ガスの温度を上昇させることができる。よって、排気ガスの浄化効率の向上及び低燃費化を図ることができ、来るpost、post53等の排気ガス規制（法規制）に対しても適格に対応できる。

【0010】そして、本発明に係るフェライト系球状黒鉛鑄鉄は、従来の球状黒鉛鑄鉄の鑄造方案や条件をほとんどそのまま応用できるため、既存の鑄鉄生産ラインで生産対応をすることができ、新たな設備投資をする必要がない。さらに、ステンレス鑄鋼やニレジストに比べて原材料コストや加工コストが安価であるため、製品コストを安価にすることができる。さらに、ステンレス鑄鋼やニレジストと異なり、切削性や鑄造性にも優れていることから、排気系部品の形状自由度がアップするという利点がある。

【0011】そして、本発明に係るフェライト系球状黒鉛鑄鉄の別の態様では、前記の元素の含有量が、重量％で、C：3.1～4.0％、Si：3.6～4.6％、Mo：0.3～1.0％、Mg：0.02～0.10、V：0.1～1.0％、Mn：0.15～1.6％である。また、前記不可避不純物の含有量については、S：0.02％以下、P：0.1％以下、CuとSnとCrの含有量の合計は、0.8％以下である。さらに、本発明に係るフェライト系球状黒鉛鑄鉄の更に別の態様では、V及びMnの含有量の合計を0.3～2.0％としている。Mnはパーライト組織の析出を促進させて引張強さと耐力向上に寄与し、Vは共晶セル粒界付近に高融点の微細な炭化物を形成して析出し、粒界ポテンシャルの向上と高温時におけるパーライト組織の分解阻止の作用を奏する。このMnとVは、その総量が0.3～2.0％の範囲内で、両方を同時に添加（いわゆる複合添加）することによって前述の作用効果が大きくなる。

【0012】また、本発明に係るフェライト系球状黒鉛鑄鉄の更に別の態様では、Si/CE値を0.97以下としている。このCE値は、炭素当量と呼ばれ、C含有量+（Si含有量+P含有量）/3で表される。Si/CE値を0.97以下に調整することによって、球状黒鉛鑄鉄における常温から中温域での伸び低下を抑制し、耐熱疲労性をより向上させることができる。なお、Mgは黒鉛球状化剤として有用な役割を果たす元素である。

【0013】さらに、本発明に係る排気系部品は、前記のフェライト系球状黒鉛鑄鉄によって製造された排気系部品である。なお、本発明に係る排気系部品の一態様は、前記排気系部として、自動車用のエキゾーストマニホールド、ターボハウジング、ターボハウジング一体化エキゾーストマニホールド、又はターボアウトレットパイプに適用している。前記排気系部品は鑄造材であるため、例えばステンレスパイプを用いたパイプエキゾーストマニホールドや、ステンレス板を加工した板金エキゾーストマニホールドと比較して、形状の自由度が大きい。よって、複雑な形状の部品であっても製造することができる。

【0014】

【発明の実施の形態】以下に、本発明の実施の形態に係るフェライト系球状黒鉛鑄鉄について、詳細に説明する。前述した課題を解決するには、従来から使用されてきた、Moを添加した高Siの球状黒鉛鑄鉄を合金設計によって改良することが最も有効である。本発明者らは、このMo添加高Si球状黒鉛鑄鉄の耐熱性を向上させるため、次の項目について鋭意検討し、本発明を完成するに至った。なお、以下の記載において、％は、全て「重量％」を意味するものとする。

【0015】

- ① A₁変態点の向上
- ② 耐熱変形性の向上
- ③ 耐熱疲労性の向上
- ④ 耐酸化性の向上

【0016】以下に、これらの項目について説明をする。

① A₁変態点の向上について

まず、フェライト系球状黒鉛鑄鉄の耐熱性を向上させるためには、A₁変態点のうち、特にA_{c1}変態点を高めることが必要である。このA_{c1}変態点とは、フェライトとパーライトとが混合した基地組織が昇温によってオーステナイト相に変態する温度である。よって、A₁変態点を上昇させれば、球状黒鉛鑄鉄がオーステナイト相になりにくく、耐熱性を向上させることができる。A₁変態点は、Si量を増加させるに従って上昇するため、従来までの鑄鉄材よりSi添加量を実用上可能な限り多く添加し、下限値を3.6％とする。しかし、Siを4.6％を超えて過剰に添加すると球状黒鉛鑄鉄に著しい伸び低下が生じるため、上限値を4.6％とする。よって、Si添加量は、3.6～4.6％とする。好ましくは、4.0～4.5％である。

【0017】これにより、従来の鑄鉄ではA_{c1}変態点が約850℃であったのに対し、Siを4.5％程度添加することで当該A_{c1}変態点を約890℃にまで上昇させることができる。通常は、880℃～930℃の高温排気ガスに曝された排気系部品の温度は、800～880℃近傍まで昇温する。従って、本発明のフェライト系球

状黒鉛鑄鉄を排気系部品に適用すれば、エンジン稼働時でも A_1 変態点を越えることがないため、相変態に伴う大きな変態ひずみの発生が抑制され、熱疲労寿命を大幅に向上させることができる。

【0018】② 耐熱変形性の向上について

伸び又は縮みが拘束された状態で加熱又は冷却によって発生する熱変形を抑えるためには、高温強度、特に高温耐力又は高温比例限を向上させることが有効である。従って、高温時のフェライト系球状黒鉛鑄鉄の強度を向上させるには、前記SiとMoをベースとしてV及びMnの添加が有効である。フェライト系球状黒鉛鑄鉄を例えば排気系部品に用いた場合は、エンジン稼働時における排気系部品自体の温度の上限値近く（約850℃）において、Mn及びNiの添加量が多いほど、引張強さは上昇するのに対し、Vは0.1%でその添加効果が認められ、0.3%以上の添加ではほぼ一定の引張強さを維持する。

【0019】ここで、Mnは、パーライト析出を促進させて引張強さや耐力の向上を導く重要な作用効果を有するため、Mn含有量を0.15%以上とする。また、Vは、高融点の微細炭化物を形成して共晶セル粒界付近に析出し、粒界ポテンシャルの向上と高温時におけるパーライト分解阻止の役目を果たしているため、V含有量を0.1%以上とする。これらMnとVの効果によって、室温から高温迄の強度が向上する。

【0020】一方、1.6%を超えるMn、及び1.0%を超えるVを添加すると、球状黒鉛鑄鉄の基地中のパーライト率が高くなり、室温域や中温域における伸びが低下するため、これら以上の添加は適さない。よって、Mn含有量の上限値は1.6%、V含有量の上限値は1.0%とする。従って、Mn含有量は、0.15～1.6%であり、好ましくは0.15～1.5%である。また、V含有量は、0.1～1.0%であり、好ましくは0.2～0.5%である。

【0021】以上より、VとMnの添加が球状黒鉛鑄鉄の高温物性を改善するのに有効であることが分かる。そして、VとMnとは、それぞれ単独に添加するよりも、複合して添加する方が機械的性質等に望ましい効果をもたらす。MnとVの添加量の総量を0.3～2.0%とする。好ましくは、0.4～1.8%である。また、Moも高温での機械的性質、特に高温耐力（又は高温比例限）を向上させる元素である。Mo含有量が0.3%未満では、その添加効果が小さいため、Mo含有量の下限値を0.3%とする。一方、 A_1 変態点はMo含有量には依存しないが、Mo量が1.0%を超えると、球状黒鉛鑄鉄のパーライト率が増大し、硬度も上昇して著しい伸び低下をもたらすため、Mo含有量の上限値は1.0%とする。よって、Mo含有量は、0.3～1.0%とする。好ましくは、0.3～0.7%である。なお、Niは、その添加によって高温の機械的性質向上がみられ

るが A_1 変態点の低下が認められるため、本願における球状黒鉛鑄鉄には適さない。この A_1 変態点の低下は、Niがオーステナイト安定化元素であり、 A_1 変態点を下方へ押し下げることによる。また、以上説明した添加元素によって、本発明に係る球状黒鉛鑄鉄の球状化を阻害することは認められていない。

【0022】以上をまとめると、下記の成分構成によって、本発明に係る球状黒鉛鑄鉄における高温物性の向上を図ることができる。i) 3.6～4.6%Siと0.3～1.0%Moを含有するフェライト系球状黒鉛鑄鉄をベースとし、これにVとMnを含有させること。ii) 前記VとMnの添加量は、それぞれ0.1～1.0%、0.15～1.6%であり、かつ、これらVとMn添加量の合計が0.3～2.0wt%、好ましくは、0.4～1.8%であること。

【0023】③ 耐熱疲労性の向上について

Moを添加した高Si球状黒鉛鑄鉄において、耐熱疲労性を高めるためには、次の2通りの方法が考えられる。まず、当該球状黒鉛鑄鉄に特有の、400～500℃付近で発生する伸び低下を解消する方法、及び室温から高温に至るまでの引張強さや耐力を向上させる方法である。前記従来の技術において説明した特開昭61-73859号や特開平10-195587号に記載された発明は、前者の方法を用いたものであるのに対し、本発明は後者の方法を重視している。即ち、本発明は、耐力（降伏点、または比例限）を高めることによって、加熱・冷却サイクル内で発生する引張歪に対して塑性変形を抑制し、初期クラック発生までの寿命を増大させることを主眼としている。

【0024】しかし、本発明に係る球状黒鉛鑄鉄では、熱疲労特性をさらに向上又は安定化させるために、室温から中温（400～500℃近傍）にかけての伸びを確保する方法も検討している。基本的に伸びが小さいと熱疲労寿命も低下する。伸びが小さいと、室温から中温領域にかけて高温時の圧縮塑性変形に伴う引張歪みに対し亀裂感受性が大きくなるからである。そこで、VとMnの総添加量や組成比を低下させることなく伸びを確保するための成分検討を行った結果、Mo添加高Si球状黒鉛鑄鉄の伸びは、CとSiの配合比率、即ちSi/CE値（または、C/CE値）に大きく依存することが明らかになった。ここで、CE値とは、炭素当量であり、C含有量+1/3（Si含有量+P含有量）で算出される。

【0025】Mo添加高Si球状黒鉛鑄鉄の伸びは、Si/CE値が0.97以上で急激に低下する傾向を有する。従って、Si/CE値は、多くても0.97までとする。好ましくは、0.82～0.96である。このSi/CE値の下限値（0.82）は、C：3.5%、Si：4.0%、P：0.06%の場合であり、上限値（0.96）は、図7に示された内容から設定したもの

である。また、Si/CE値の範囲の設定に伴い、好ましいC含有量の下限值は、3.1%とし、Si上限値は4.5%とする。一方、Si含有量を大きくするにつれてCの固溶度が低下し、球状黒鉛鑄鉄において黒鉛浮上が生じて、黒鉛粒径のパラッキや黒鉛数の低下を招くため、C含有量の上限值は4.0%とする。つまり、C含有量は、3.1~4.0%とする。好ましくは、3.1~3.7%である。

【0026】さらに、VとMnとの総量は、前述のように、0.3~2.0%であるが、これについて簡単に説明する。VとMnの含有量の上限値をそれぞれ1.0%、1.6%とし、これらの総量の上限値を2.0%とすることによって、球状黒鉛鑄鉄におけるパーライト率を40%以下に抑えることが重要である。なお、VとMnの合計含有量の下限值は、十分な複合添加効果を生じさせるという理由で、0.3%とする。また、不可避不純物としてパーライト量を増大させ、硬さの向上と伸びの低下をもたらすCu、Sn、Crの総量は、0.8%以下に抑える。Sの過剰混入は、黒鉛球状化を阻害し伸び低下をもたらすため、Sの含有量は0.02%以下とする必要がある。なお、黒鉛球状化剤であるMgの含有量は、0.02~0.10%とする。好ましくは、0.02~0.06%である。また、Pの含有量は、0.1%以下とする。

【0027】④ 耐酸化性の向上について
球状黒鉛鑄鉄の耐酸化性はSi含有量に依存するため、高Si球状黒鉛鑄鉄材は通常の鑄鉄材と比較して耐酸化性に優れる。球状黒鉛鑄鉄を用いた排気系部品等の表面

に生成される酸化膜の量は、Si含有量が多いほど少なくなり、その結果、酸化膜の亀裂に起因する貫通亀裂の発生が抑制され、寿命向上に寄与するからである。従って、①~③で既述した範囲内でSi量を決定していけば良いことになる。

【0028】本発明に係るフェライト系球状黒鉛鑄鉄によれば、従来から用いられている、高濃度のSiとMoを添加した鑄造材と比較して、より耐熱性に優れた製品を得ることができる。鑄鉄材であるため、ステンレス鑄鋼やニレジストと異なり切削性や鑄造性にも優れていることから、本発明によれば、例えば、高性能の排気系部品を低コストで製造することができる。

【0029】

【実施例】本発明を実施例によって具体的に説明をする。以下の4点の方針に沿って、各種の実験を行った。

① A_1 変態点を向上させる。

②耐熱変形性を高める。

③耐熱疲労性を向上させる。

④耐酸化性を向上させる。

① A_1 変態点の向上

昇温によりフェライトとパーライトとの混合した基地組織がオーステナイト相に変態する A_c 変態点を高めるための検証を行った。表1は、変態温度測定に用いた試料のSi含有量や変態温度を測定した結果を示しており、図1は、これらの結果をグラフにしたものである。

【0030】

【表1】

変態温度測定に使用した試料と測定結果

	Si (wt%)	A_{c1} 開始温度 (°C)	A_{c1} 終了温度 (°C)	A_{c1} 変態点 (°C)	A_{r1} 開始温度 (°C)	A_{r1} 終了温度 (°C)	A_{r1} 変態点 (°C)	A_1 変態点 (°C)
比較材1 (従来品鑄鉄)	4.0	861.2	898.7	880	838.0	798.9	817	849
比較材2 (従来品鑄鉄)	3.6	852.3	902.5	877	831.8	789.1	810	844
比較材3 (従来品鑄鉄)	4.0	869.5	909.3	889	846.1	801.2	824	857
テスト材1	4.4	887.4	918.6	908	864.3	820.0	842	875
テスト材2	4.5	887.0	934.2	911	879.2	828.8	854	882

【0031】 A_1 変態点は、図1にも示すようにSi量を増加させるに従って上昇したため、従来までの鑄鉄材よりSi量を実用上可能な限り多く、例えば3.6~4.6%とすることが望ましいことが判った。また、従来の鑄鉄では A_{c1} 変態点が最高で870°C（比較材3）であったが、Si量を4.4~4.5%にすると、該 A_{c1} 変態点は最高で887~897°C（テスト材1とテスト材2）となった。これによって、本発明に係る球状黒鉛鑄鉄を自動車の排気系部品に適用すれば、高温排気ガス（880°C~930°C）に曝された排気系部品のメタル温度が A_{c1} 変態点より低くなる。従って、過酷なエンジン稼働時における加熱や冷却でもこの変態温度を超えることが少ないため、相変態に伴う大きな変態ひずみの発生が抑制され、熱疲労寿命を向上させるのに非常に有

利となることが判った。

② 耐熱変形性の向上

伸び、縮みが拘束された状態で組み付けられる部品、例えば自動車用排気系部品においては、排気ガスによる加熱と冷却によって発生する熱変形を抑えるために、高温強度、特に高温耐力又は高温比例限を向上させることが有効である。そこで、表2に示すように0.5%Moを含有する比較材4（従来材）の他に、比較材4のSi量を4.4%まで高めたテスト材3と、該テスト材3をベースに各々の添加元素を配合した各種の鑄鉄試料（テスト材4~テスト材9）を作製し、20°C（室温）~900°Cまでの機械的性質を比較評価した。この結果を表3~表5、図2~図5に示す。

【0032】

【表2】

各試料No. と成分組成														
	(単位: wt%)													
	C	Si	Mn	Cu	Sn	Cr	V	P	S	Mg	Mo	Ni	Nb	Al
比較材4 (従来品)	3.34	3.8	0.24	0.01	0.00	0.03	0.00	0.05	0.004	0.10	0.42	0.00	0.00	0.02
テスト材3 (4.4Si)	3.15	4.4	0.22	0.01	0.00	0.03	0.00	0.04	0.004	0.09	0.43	0.00	0.00	0.02
テスト材4 (0.4Mo)	3.20	4.3	0.20	0.02	0.00	0.03	0.00	0.05	0.004	0.09	0.48	0.00	0.34	0.02
テスト材5 (0.3V)	3.21	4.4	0.23	0.01	0.00	0.04	0.28	0.05	0.004	0.10	0.45	0.00	0.04	0.02
テスト材6 (1.0Ni)	3.25	4.27	0.19					0.05	0.005	0.04	0.50	0.99		
テスト材7 (0.2Cu)	3.21	4.32	0.20	0.20				0.05	0.005	0.05	0.51			
テスト材8 (0.4Al)	3.37	4.35	0.21					0.05	0.005	0.05	0.49			0.40
テスト材9 (0.5Mo)	3.25	4.23	0.48					0.05	0.008	0.05	0.49			

テスト材4～8は、いずれもテスト材3をベースにしたもの。

【0033】

【表3】

各試料の温度と引張強さ									
	(単位: MPa)								
	温度(℃)	比較材4	テスト材3 4.4Si	テスト材4 0.4Mo	テスト材5 0.3V	テスト材6 1.0Ni	テスト材7 0.2Cu	テスト材8 0.4Al	テスト材9 0.5Mo
引張強さ	20	580	640	652	681	619	655	656	641
	400	483	526	535	555	572	531	545	520
	500	350	378	377	399	406	384	396	383
	600	186	204	203	214	214	206	206	193
	700	92	89	92	106	89	83	90	83
	800	48	45	48	55	44	42	47	45
	850	41	35	35	44	45	34	35	48
	900	56	45		46	55			56

【0034】

【表4】

各試料の温度と比例限									
	(単位: MPa)								
	温度(℃)	比較材4	テスト材3 4.4Si	テスト材4 0.4Mo	テスト材5 0.3V	テスト材6 1.0Ni	テスト材7 0.2Cu	テスト材8 0.4Al	テスト材9 0.5Mo
比例限	20	392	475	465	504	483	483	492	483
	400	312	345	359	370	363	344	363	331
	500	277	311	318	342	319	312	318	312
	600	144	179	168	179	178	182	182	168
	700	67	64	70	77	67	61	67	70
	800	31	30	32	42	34	34	40	36
	850	30	25	25	33	31	25	24	31
	900	41	31		33	50			50

【0035】

【表5】

各試料の温度と伸び									
	(単位: %)								
	温度(℃)	比較材4	テスト材3 4.4Si	テスト材4 0.4Mo	テスト材5 0.3V	テスト材6 1.0Ni	テスト材7 0.2Cu	テスト材8 0.4Al	テスト材9 0.5Mo
伸 び	20	17	14.5	11	9.3	1.8	13.3	12.3	13.7
	400	18.6	14	13.4	14.6	8.1	10.6	10.3	11.8
	500	23.7	17.4	26.8	20.1	14.8	15.4	14.5	15.4
	600	18.6	27.1	37.8	26.4	23.3	26.1	25.6	26.7
	700	25.3	22.9	27.9	34	34.6	38.4	32.8	33.4
	800	34.3	30.3	28.3	24.2	48.7	49.3	50	51.4
	850	60	36	44	30	42.5	82.5	78	54
	900	75.7	49.9		50.5	78.1			78.2

【0036】これらの表と図より、高温強度を向上させるには、前述した高SiとMoをベースとしたものにV、Mn、Niを添加することが有効であることが分かった。そこで、次にこれらの添加元素の組成比による室

温(20℃)～900℃間の機械的性質の変化を調査した。この結果を表6～表9、図6～図8に示す。

【0037】

【表6】

追加試験に供した試料

(単位:wt%)

	C	Si	Mn	P	S	Fe	Mo	Ni	V
テスト材10	3.25	4.28	0.22	0.048	0.005	0.048	0.49	1.58	
テスト材11	3.30	4.27	0.20	0.045	0.005	0.047	0.49	2.12	
テスト材12	3.28	4.25	0.97	0.047	0.006	0.044	0.49		
テスト材13	3.34	4.31	1.46	0.099	0.007	0.043	0.48		
テスト材14	3.25	4.33	0.20	0.050	0.006	0.046	0.48		0.67
テスト材15	3.28	4.17	0.19	0.048	0.005	0.066	0.58		0.98

【0038】

【表7】

Niの添加による機械的性質の変化

		比較材4 0.0%	テスト材6 0.99%	テスト材10 1.58%	テスト材11 2.12%			比較材4 0.0%	テスト材6 0.99%	テスト材10 1.58%	テスト材11 2.12%
引張強さ (MPa)	20	640	619	627	653	伸び (%)	20	14.5	1.8	2.0	1.2
	400	526	572				400	14.0	8.1		
	500	379	406				500	17.4	14.8		
	600	204	214				600	27.1	23.3		
	700	89	89	102	92		700	22.9	34.6	27.9	34.0
	750			63	68		750			38.8	38.0
	800	45	44	45	48		800	30.3	48.7	48.4	44.4
	850	35	45	50	56		850	38.0	42.5	48.3	50.8
	900	45	55	55	57		900	75.7	78.1	65.6	69.4

【0039】

【表8】

Mnの添加による機械的性質の変化

		比較材4 0.0%	テスト材9 0.48%	テスト材12 0.97%	テスト材13 1.46%			比較材4 0.0%	テスト材9 0.48%	テスト材12 0.97%	テスト材13 1.46%
引張強さ (MPa)	20		641	625	615	伸び (%)	20	14.5	13.7	1.7	0.9
	400		520				400	14.0	11.8		
	500		383				500	17.4	15.4		
	600		183				600	27.1	26.7		
	700		93	105	120		700	22.9	33.4	30.8	27.0
	750			65	72		750			39.1	36.6
	800		45	49	51		800	30.3	51.4	48.4	75.4
	850		48	48	61		850	38.0	54.0	57.4	55.4
	900		56	67	61		900	75.7	78.2	81.1	63.0

【0040】

【表9】

Vの添加による機械的性質の変化

		比較材4 0.0%	テスト材5 0.27%	テスト材14 0.67%	テスト材15 0.96%			比較材4 0.0%	テスト材5 0.27%	テスト材14 0.67%	テスト材15 0.96%
引張強さ (MPa)	20	640	691			伸び (%)	20	14.5	9.3		
	400	526	555				400	14.0	14.6		
	500	379	399				500	17.4	20.1		
	600	204	214				600	27.1	26.4		
	700	89	108	105	109		700	22.9	34.0	20	23.0
	750			75	75		750			24.6	26
	800	45	65	56	58		800	30.3	24.2	25.5	26.3
	850	35	44	46	48		850	38.0	30.0	41.7	46
	900	45	46	53	65		900	75.7	50.5	68.8	78.4

【0041】これらの結果より、排気系部品が曝されるメタル温度上限である約850℃付近でも、MnやNiの添加量が多いほど、引張強さは上昇する傾向が認められたのに対し、Vは0.1%添加でもその効果は認められるものの、0.3%以上添加してもあまり変化がないことが分かった。しかし、テスト材13(1.46%Mn)やテスト材15(0.96%V)では、基地のパー

ライト率が高くなり、低温域と中温域における伸びの低下が想定できることから、MnとVをこれ以上添加することは適さないことが分かった。比較材4と本発明材3、5、6、9については変態温度の測定も行った。表10にその結果を示す。

【0042】

【表10】

主な試料の変態温度

	材 質	比 例	A ₁				A ₂				A ₁ (A ₁ , A ₂ 平均)	
			A ₁				A ₂				A ₁ (A ₁ , A ₂ 平均)	
			開始	終了	平均	Δt _{1,2} 平均	開始	終了	平均	Δt _{1,2} 平均		Δt _{1,2} 平均
比較材4	従来品	1	848.0	895.2	872	872	838.8	789.8	814	814	843	843
		2	847.2	889.1	873		834.8	790.8	813		843	
テスト材3	4.4Si	1	890.8	929.7	910	907	881.7	819.8	841	841	875	874
		2	882.9	925.3	904		884.1	818.5	841		873	
テスト材5	0.3V	1	888.3	921.5	905	902	858.7	814.8	837	838	871	869
		2	878.8	921.5	899		858.4	813.5	836		868	
テスト材6	1.0Mn	1	871.3	914.5	893	892	842.3	795.7	819	818	858	855
		2	868.8	911.9	890		838.0	797.8	818		854	
テスト材9	0.5Mn	1	877.3	917.1	897	893	847.8	806.3	827	828	882	860
		2	880.1	918.1	899		845.3	805.4	825		857	

(単位:℃)

【0043】これより、Niを添加したテスト材6では、A₁変態点の低下が認められ、排気系部品の材料には適さないことが分かった。これは、Niがオーステナイト安定化元素であり、A₁変態点を低温側へ押し下げたためである。したがって、テスト材6で850℃付近より認められる強度アップは、既にオーステナイトへ変化した基地の強度によるものと判断し、以後は、Ni添加材の評価は省くこととした。これまでの評価により、VとMnを添加することが高温物性が向上するのに有効であることが分かったため、次に、VとMnの複合添加による効果を調査した。この結果を表11～表13と図

9～図11に示す。

【0044】

【表11】

複合添加効果を見る試料の化学成分

	(単位:wt%)							
	C	Si	Mn	P	S	Mg	Mo	V
テスト材16	3.30	4.32	0.48	0.048	0.007	0.050	0.48	0.30
テスト材17	3.34	4.31	1.48	0.048	0.007	0.051	0.50	0.31

【0045】

【表12】

V+Mn複合添加した試料の機械的性質

		比較材4 従来品	テスト材3 4.4Si	テスト材5 0.3V	テスト材9 0.5Mn	テスト材16 0.3%V+0.5%Mn	テスト材17 0.3%V+1.5%Mn
引張強さ (MPa)	20	580	640	681	641	631	610
	400	483	528	555	520	551	642
	500	350	379	399	383	394	503
	600	196	204	214	193	219	289
	700	92	89	108	93	112	157
	800	48	45	55	45	55	62
	850	41	35	44	48	48	68
	900	58	45	48	55	56	65
伸 び (%)	20	17.0	14.5	9.3	13.7	2.7	0.3
	400	16.6	14.0	14.6	11.8	9.9	3.3
	500	23.7	17.4	20.1	15.4	16.5	9.7
	600	16.6	27.1	28.4	25.7	20.8	18.3
	700	25.3	22.9	34.0	33.4	26.8	21.7
	800	34.3	30.3	24.2	51.4	53.2	48.4
	850	60.0	38.0	30.0	54.0	51.5	83.3
	900	75.7	49.9	50.5	76.2	88.7	67.3

【0046】

【表13】

	硬さ平均値	パーライト率	黒鉛面積率
テスト材16	235HV	10%	13%
テスト材17	247HV	40%	11%

【0047】これにより、V又はMnを単独に添加するよりも、これらを複合して同時に添加する方が効果は大きいことが判った。テスト材17は、硬さやパーライト率が高いため室温時の伸びは低かったが、問題となる中

温域では伸びの低下が見られないため、排気系部品への適用は可能である。また、さらなる伸びが必要であれば、焼鈍熱処理を施してパーライトを分解させれば良い。以上、ここまで述べてきた全ての実施例では、添加元素による球状化阻害は認められなかった。

③ 耐熱疲労性の向上

Mo添加の高Si球状黒鉛鋳鉄において、耐熱疲労性を高めるためには当材料特有の中温付近(400～500℃)で発現する伸び低下を解消させる方法と室温から高温に至るまでの引張強さ、耐力を向上させる2通りの方

法が考えられる。本発明においては、後者の方法を重視しており、耐力（降伏点、又は比例限）を高めることで加熱・冷却サイクル内で発生する引張歪に対して塑性変形を抑制し、初期クラック発生までの寿命を増大させることを主眼としている。拘束率が50%の状態での200

～850℃間で熱疲労試験を実施した。その結果を表14に示す。

【0048】

【表14】

供試品の熱疲労寿命、耐酸化性					
記号		熱疲労寿命 200-850℃	耐酸化性 850℃×100h		
		拘束率：50%	酸化増量 (mg/cm ²)	酸化減量 (mg/cm ²)	肉厚減少率 (%)
比較材4	従来材	263	-3.99	62.44	3.4
テスト材3	高Si+Mo材	237	-3.17	72.67	3.4
テスト材4	(テスト材3)+0.3V	293	-4.56	65.22	3.8
テスト材8	(テスト材3)+0.5Mn	277	-3.5	55.33	3.2
テスト材13	(テスト材3)+1.5Mn				
テスト材16	(テスト材3)+0.3V+0.5Mn				
テスト材17	(テスト材3)+0.3V+1.5Mn	384			

【0049】表14に示すように、引張強さや比例限を向上させたV添加材、Mn添加材、及びVとMnの複合添加材は、従来材である比較材4と比較して、熱疲労寿命が明らかに向上することが判った。さらに、本発明に係る球状黒鉛鑄鉄の熱疲労特性を向上及び安定化させるために、室温から中温にかけての伸びの確保を図ることを鋭意検討した。伸びが小さいと熱疲労寿命も低下することは前述の通りである。そこで、VとMnとの総添加量や組成比を低下させることなく伸びを確保する手段を

検討した結果、Mo添加高Si球状黒鉛鑄鉄の伸びは、CとSiの配合比率、正確にはSi/CE値（または、C/CE値）に強く依存することが分かってきた。つまり、表15、図12に示すように、高Si球状黒鉛鑄鉄の伸びは、Si/CE値が0.97以上で急激に低下した。

【0050】

【表15】

Si/CE値と伸びの関係												
	C (wt%)	Si (wt%)	Mn (wt%)	Cu (wt%)	Sn (wt%)	P (wt%)	S (wt%)	Mg (wt%)	Mo (wt%)	CE値 (wt%)	Si/CE値	伸び(%)
テスト材18	3.59	4.0	0.28	0.20	0.00	0.02	0.005	0.02	0.48	4.92	0.81	15.3
テスト材19	3.24	4.0	0.36	0.07	0.00	0.02	0.007	0.02	0.53	4.58	0.88	16.4
テスト材20	3.45	3.3	0.23	0.02	0.00	0.04	0.009	0.03	0.43	4.55	0.73	19.4
テスト材21	3.21	4.1	0.3	0.20	0.01	0.02	0.008	0.05	0.50	4.58	0.90	15.1
テスト材22	3.7	4.1	0.27	0.22	0.01	0.02	0.004	0.02	0.51	5.07	0.81	15.9
テスト材23	3.05	4.7	0.28	0.20	0.01	0.02	0.004	0.03	0.54	4.62	1.02	4.3
テスト材24	3.13	4.5	0.28	0.20	0.01	0.03	0.004	0.02	0.75	4.63	0.97	5.3
テスト材25	3.33	4.0	0.28	0.22	0.00	0.02	0.005	0.04	0.32	4.66	0.86	17.7
テスト材26	3.21	4.5	0.27	0.20	0.00	0.02	0.005	0.03	0.65	4.71	0.96	14.2
テスト材27	3.20	4.2	0.29	0.19	0.02	0.02	0.04	0.03	0.54	4.60	0.91	14.4

注) V：0.001wt%以下

【0051】④ 耐酸化性の向上

表14に示すように、850℃×100hの条件下で大気中に保持した酸化試験結果より、V添加材、Mn添加材、及びVとMnの複合添加材は、酸化減量、酸化増量、肉厚減少率は従来材（比較材4）とほぼ同等であり、耐酸化性は、むしろSi含有量に依存することが判った。

【0052】なお、本発明は、前述した本発明の実施の形態に限定されることなく、本発明の技術思想に基づいて、種々の変更及び変形が可能である。以下に、本発明に係る球状黒鉛鑄鉄を排気系部品に適用する場合の変形例について簡単に説明する。一つの排気系部品であっても局部的に熱負荷が大きい箇所と小さい箇所があり、ま

た、熱膨張を嫌う箇所と許容できる箇所がある。そこで、溶接や機械的締結が施されているために、局部的に熱負荷が大きくなっている箇所や熱膨張を嫌う箇所に、本発明に係る球状黒鉛鑄鉄材を適用すれば、排気系部品の耐熱性を向上させることができる。そして、エキゾーストマニホールドとターボハウジング、又は、ターボハウジングとエキゾーストマニホールドを一体化して鑄造成形し、耐熱性の向上と部品コストの削減を図ることもできる。さらに、本発明に係る球状黒鉛鑄鉄材は、耐熱性に優れるばかりか、鑄鉄特有の圧縮強さも保有しているため、高温における耐酸化性と耐圧縮変形性が最も求められるアルミニウム低圧鑄造のサブストーク材に適用することが可能である。

【0053】

【発明の効果】本発明に係るフェライト系球状黒鉛鑄鉄は、室温程度である20℃から高温領域（800～900℃近傍）において優れた引張強さと耐力を有する。従って、この球状黒鉛鑄鉄を自動車用排気系部品、例えばエキゾーストマニホールドに適用すれば、高温排気ガスにも十分耐えうるため、排気ガスの温度を上昇させることができ、排気ガスの浄化効率の向上及び低燃費化を図ることができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】実施例において、Si含有量と変態温度との関係を示すグラフである。

【図2】実施例において、試験温度（20～900℃）と引張強さとの関係を示すグラフである。

【図3】図2を拡大したグラフであり、試験温度（700～900℃）と引張強さとの関係を示すものである。

【図4】実施例において、試験温度（20～900℃）と高温比例限との関係を示すグラフである。

【図5】図4を拡大したグラフであり、試験温度（700～900℃）と高温比例限との関係を示すものである。

【図6】実施例において、Ni添加量と引張強さの関係を示すグラフである。

【図7】実施例において、Mn添加量と引張強さの関係を示すグラフである。

【図8】実施例において、V添加量と引張強さの関係を示すグラフである。

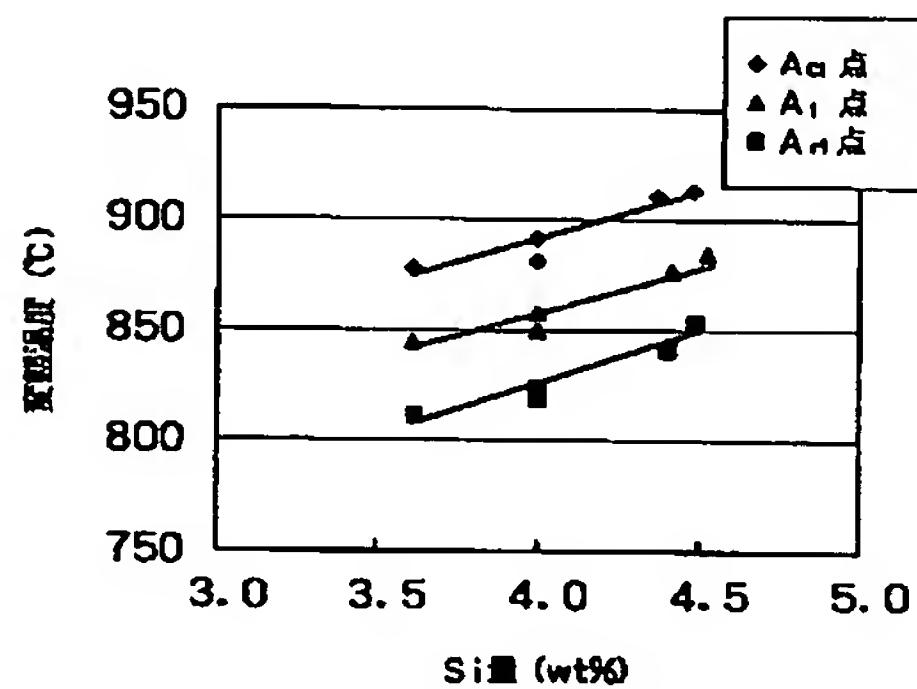
【図9】実施例において、試験温度（20～900℃）と高温引張強さの関係を示すグラフである。

【図10】図9を拡大したグラフであり、試験温度（750～900℃）と高温引張強さの関係を示すものである。

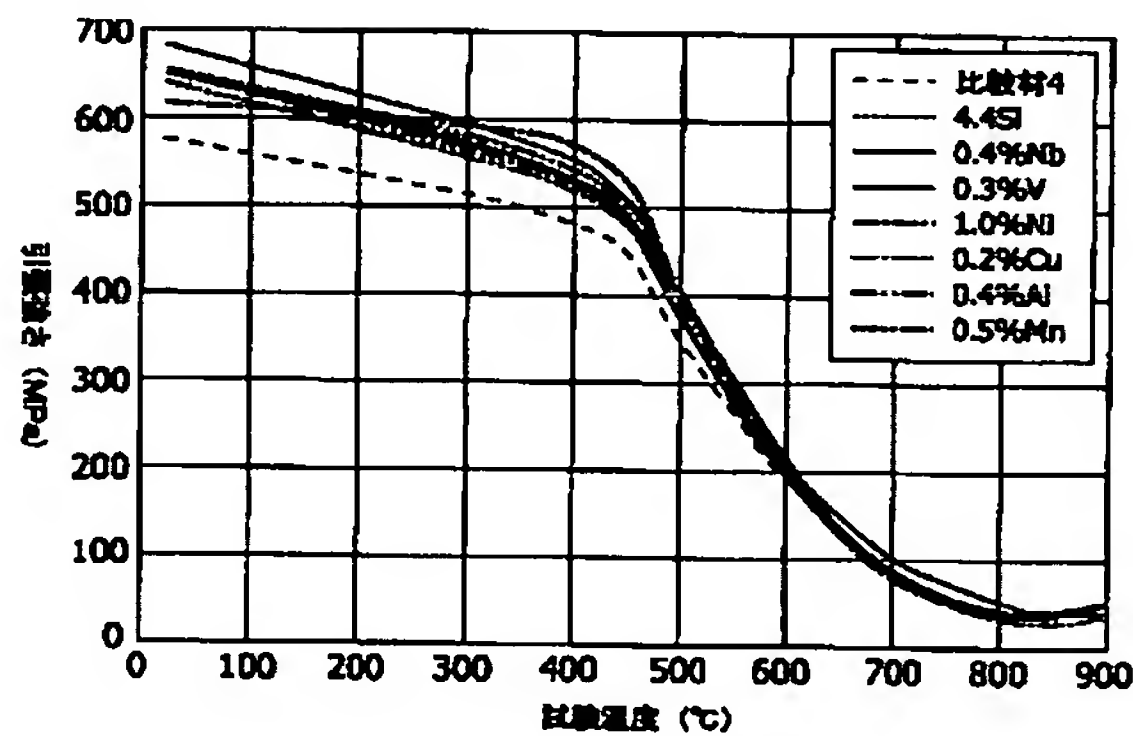
【図11】実施例において、試験温度（20～900℃）と伸びの関係を示すグラフである。

【図12】実施例において、Si/CE値と伸びの関係を示すグラフである。

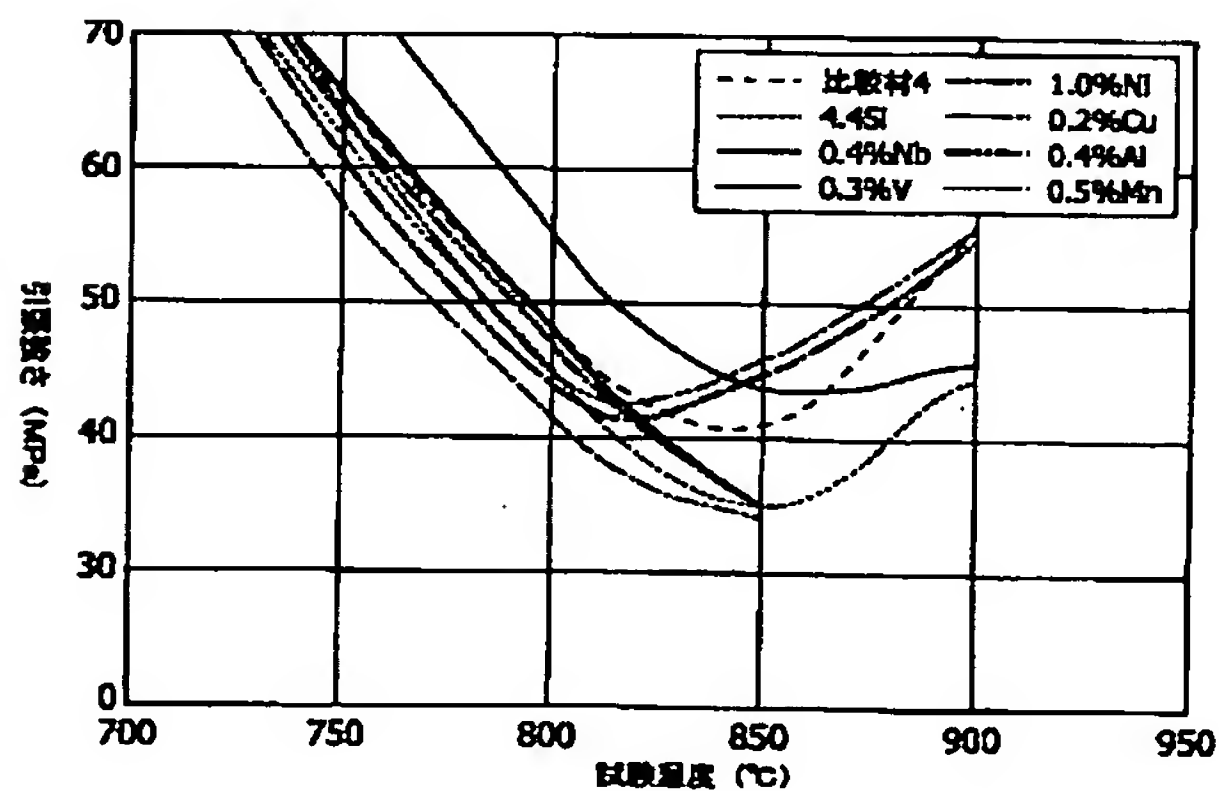
【図1】



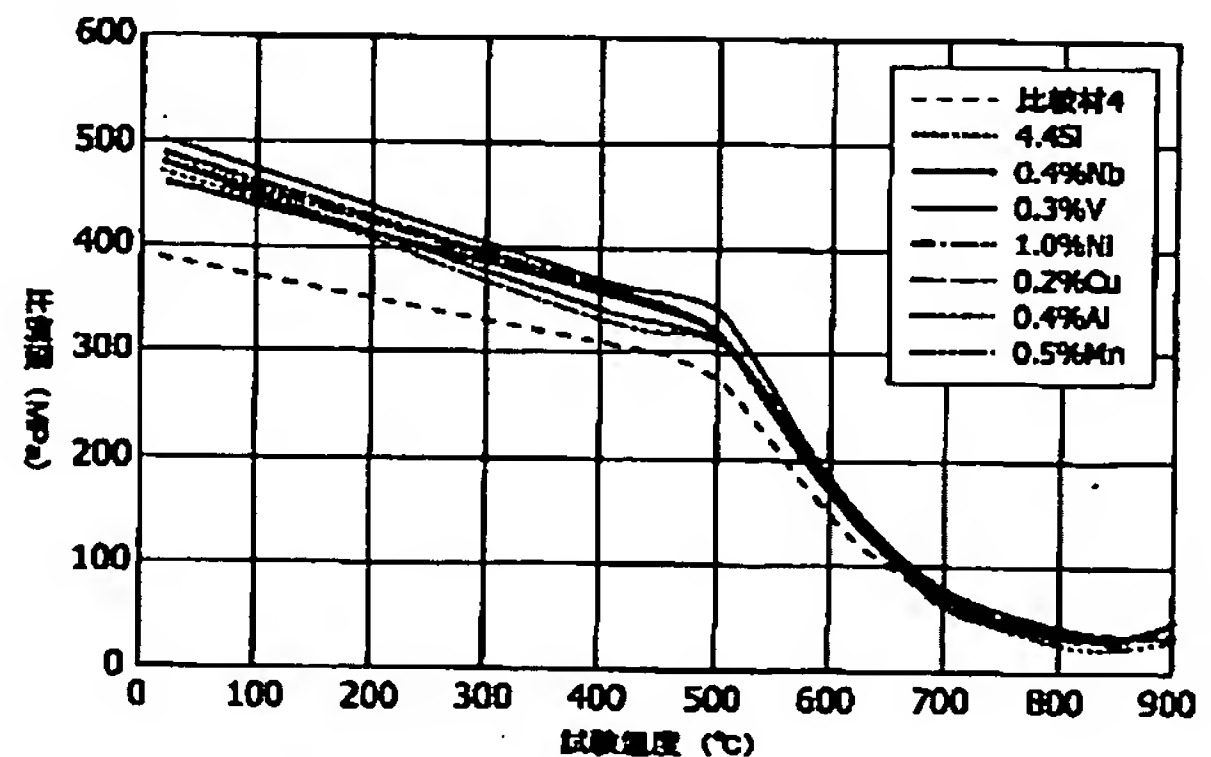
【図2】



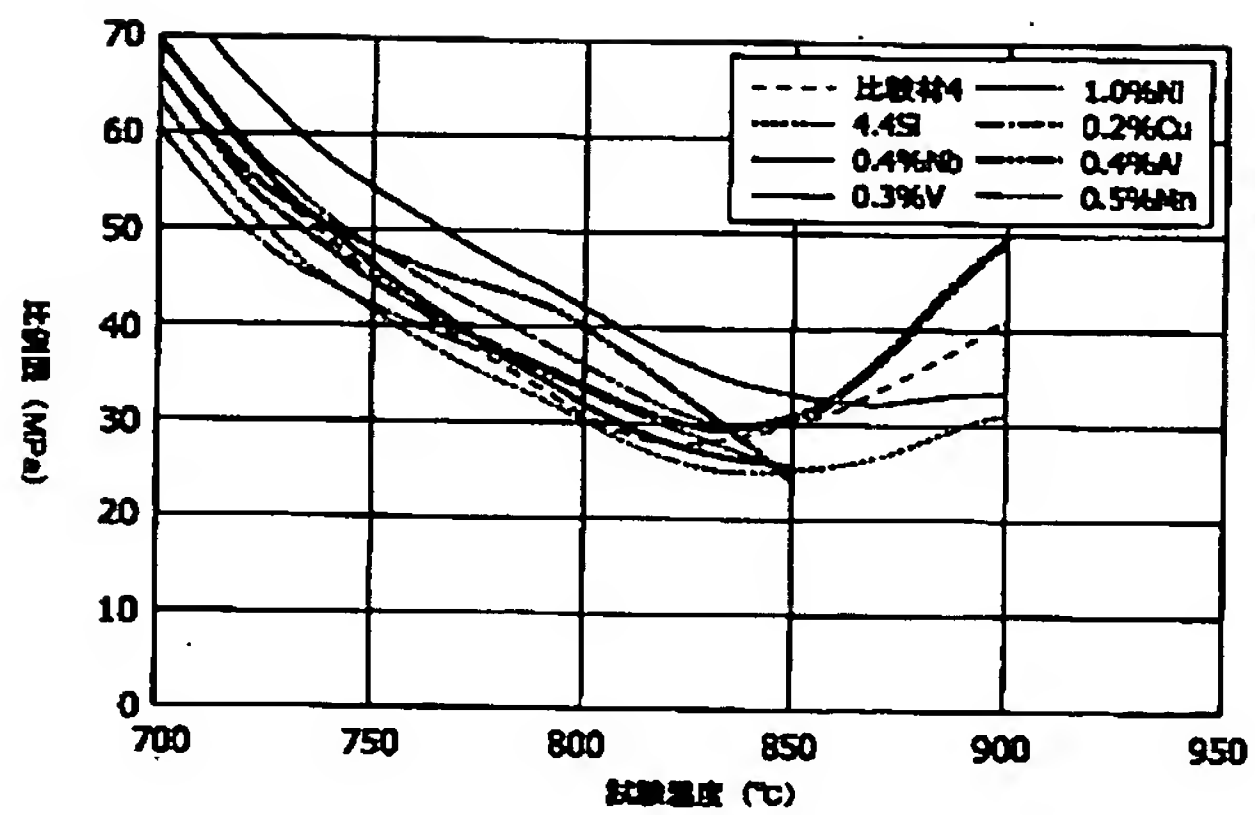
【図3】



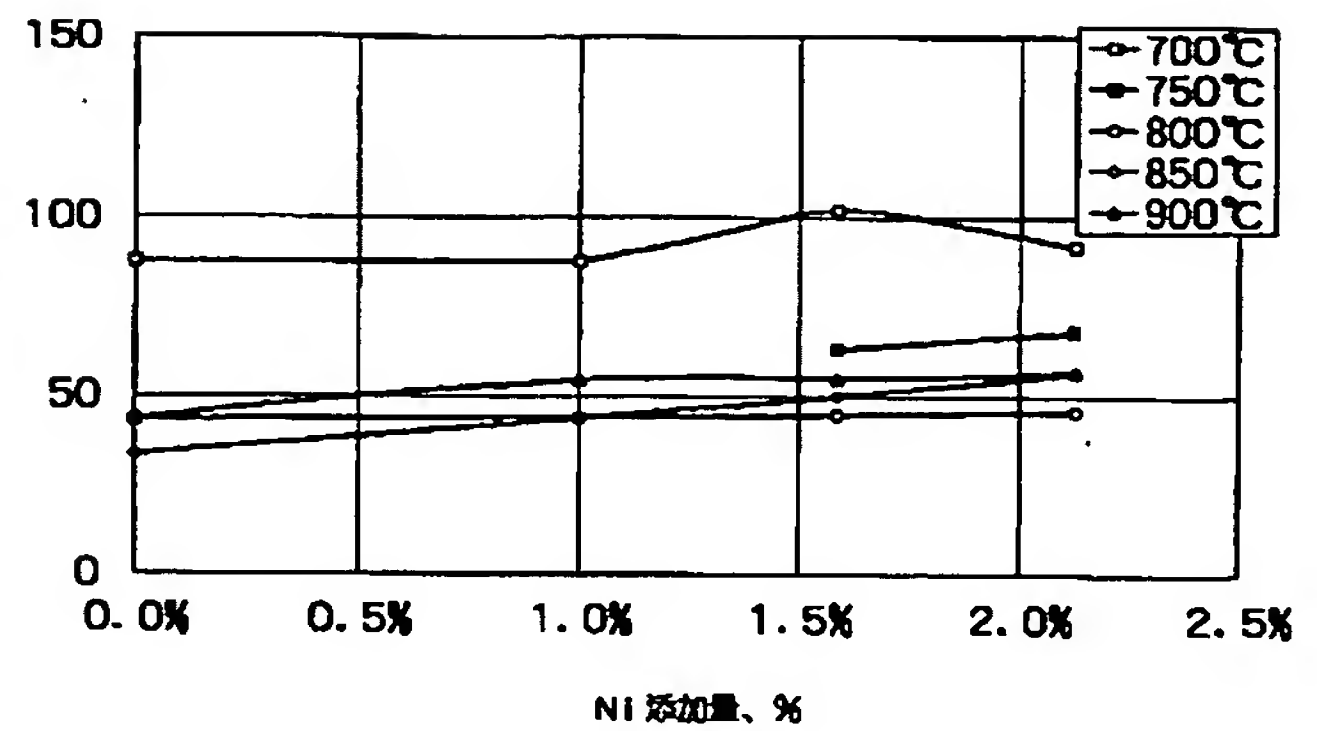
【図4】



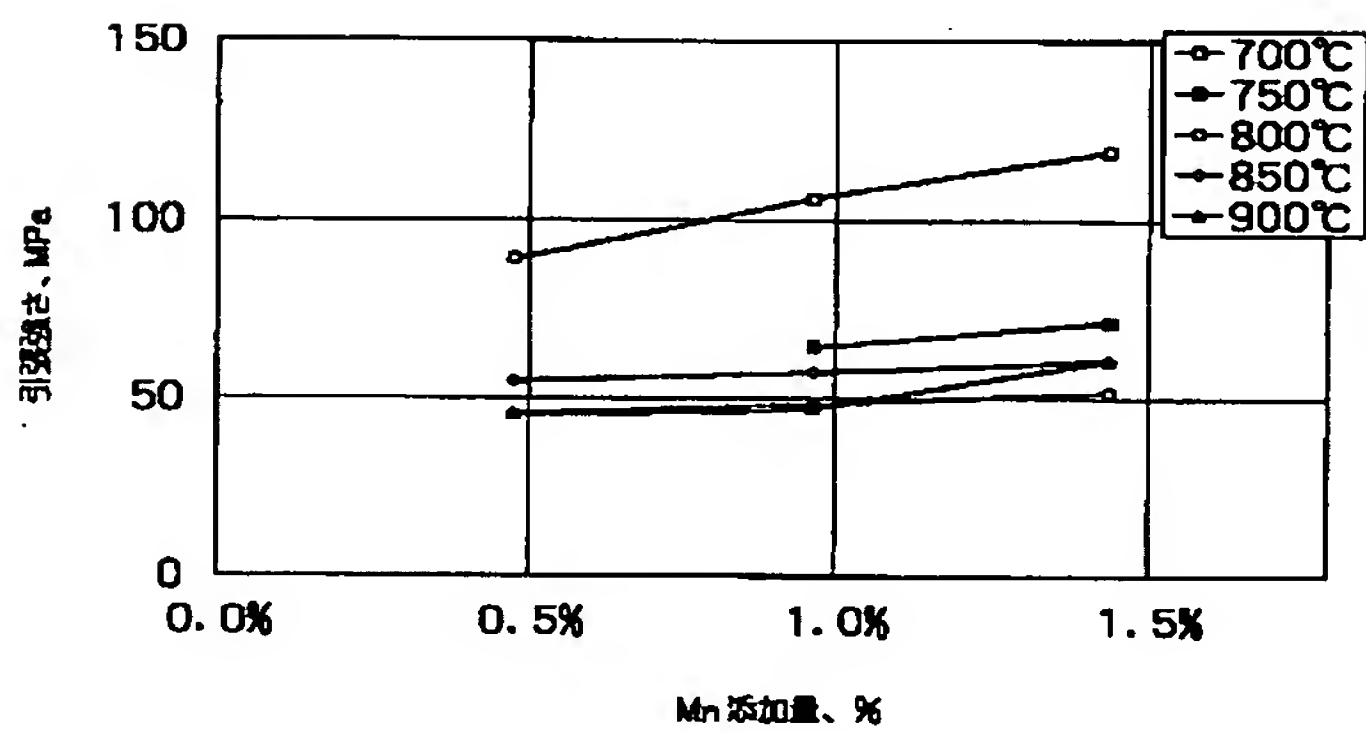
【図5】



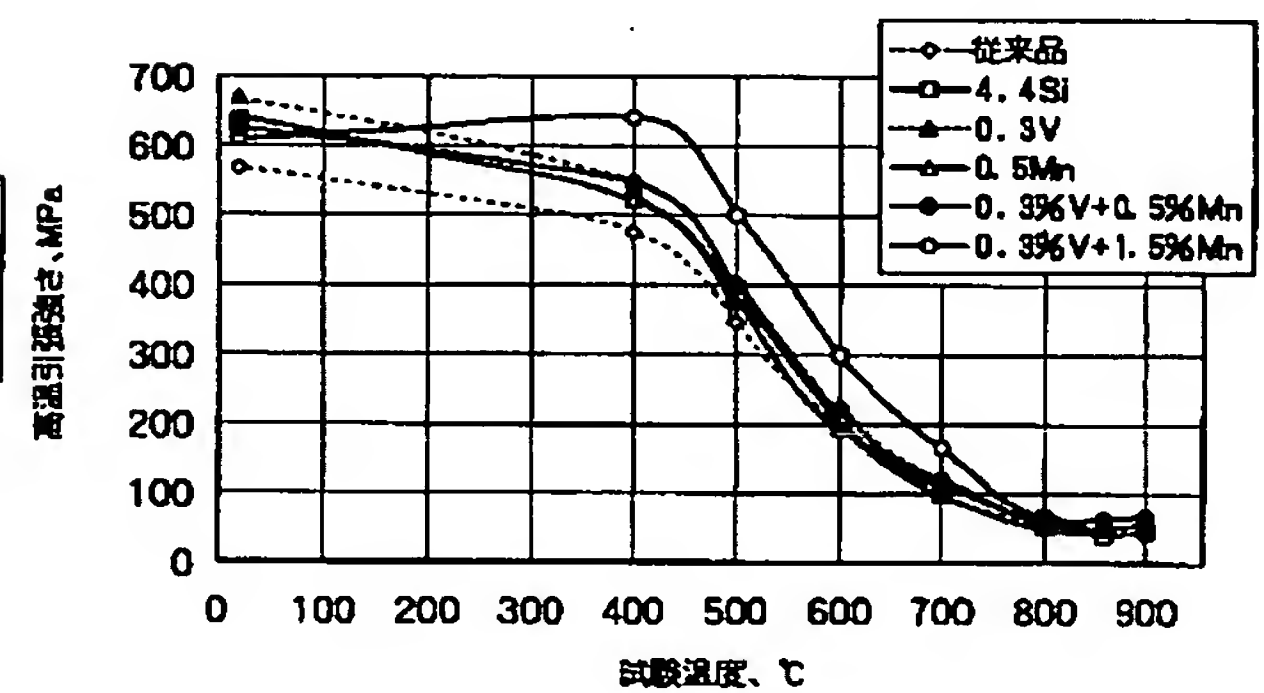
【図6】



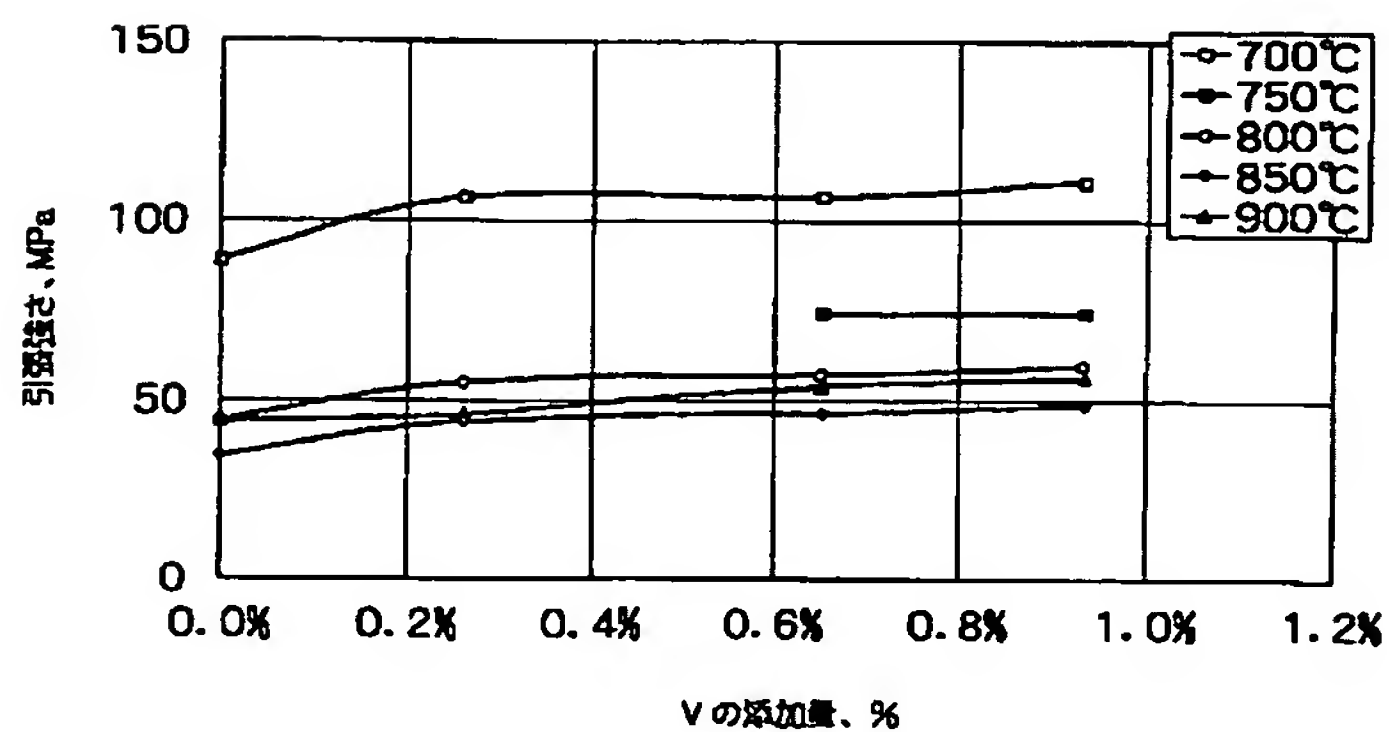
【図7】



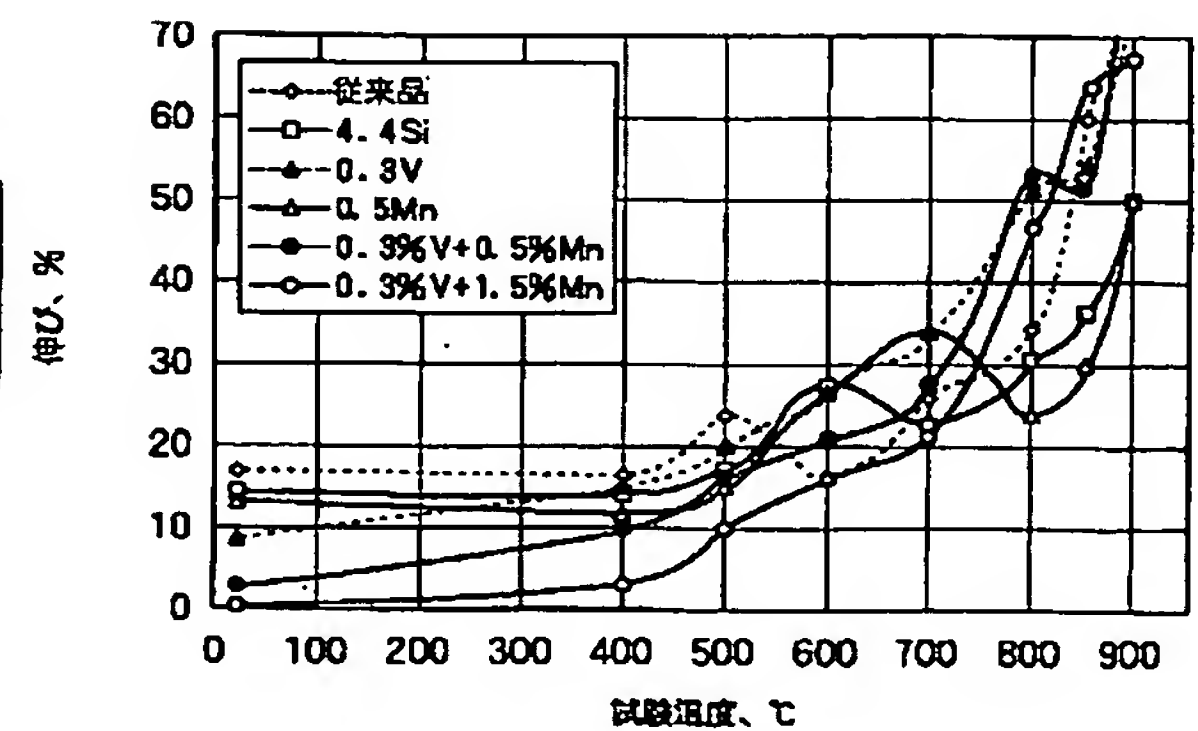
【図9】



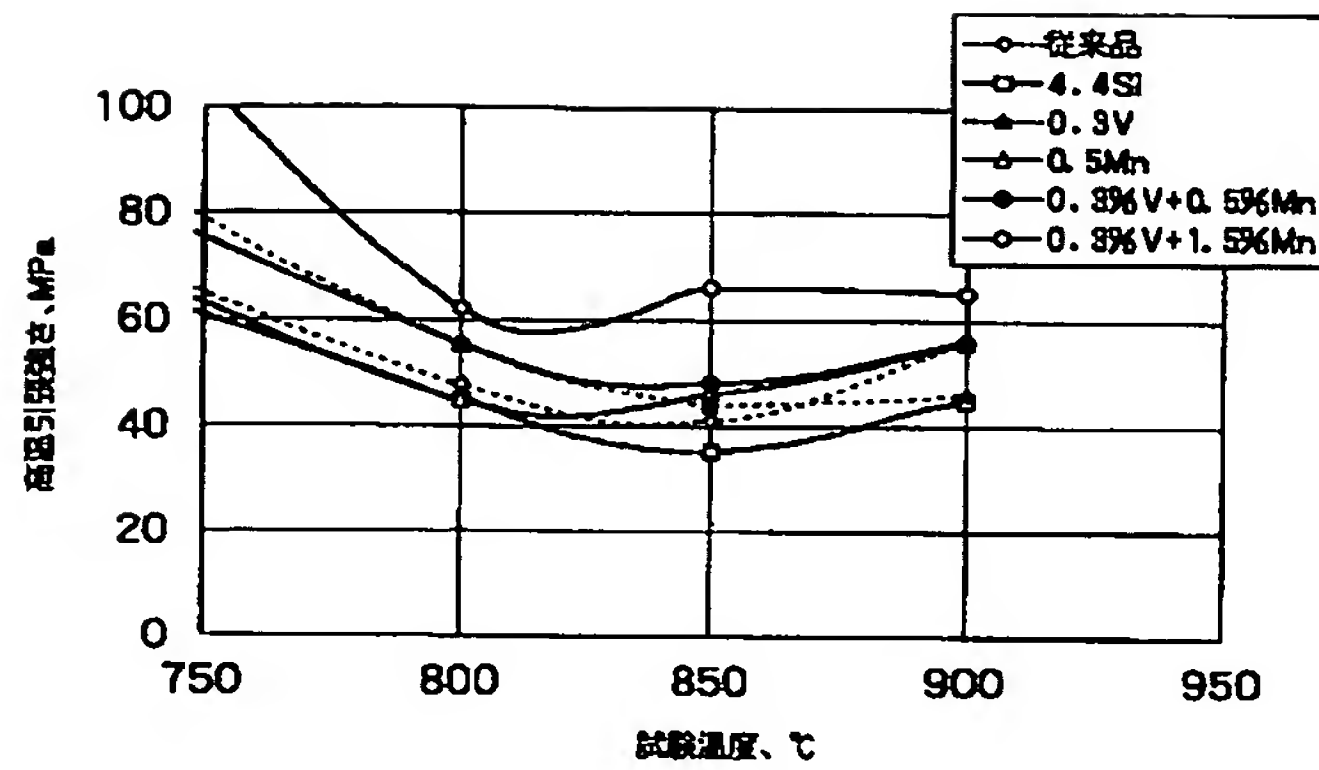
【図8】



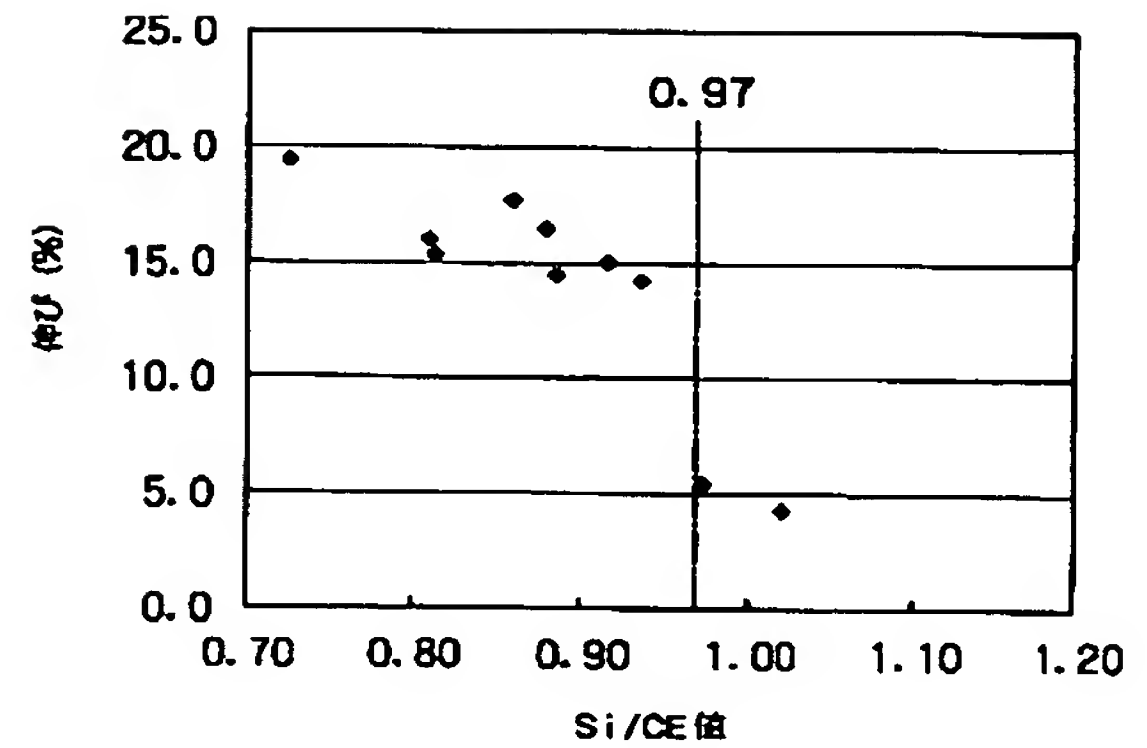
【図11】



【図10】



【図12】



フロントページの続き

(72) 発明者 山尾 文孝
静岡県浜松市高塚町300番地 スズキ株式
会社内

(72) 発明者 山内 利夫
静岡県浜松市高塚町300番地 スズキ株式
会社内

(72) 発明者 張 鐘植
愛知県豊田市高丘新町天王1番地 アイシ
ン高丘株式会社内

(72) 発明者 秋田 憲宏
愛知県豊田市高丘新町天王1番地 アイシ
ン高丘株式会社内

Fターム(参考) 3G004 AA01 AA09 BA00 BA07 BA09
DA01 DA02 DA12 EA05 FA04
GA03
3G005 EA16 FA13 FA41 GB22 GB86
JA16 JA17 KA03 KA09